

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

THIS PAGE BLANK (USPTO)

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 61272323
PUBLICATION DATE : 02-12-86

APPLICATION DATE : 28-05-85
APPLICATION NUMBER : 60114581

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : KUKUMINATO HIDEO;

INT.CL. : C21D 9/46 C21D 8/02 C22C 38/06

TITLE : MANUFACTURE OF ORIGINAL SHEET FOR SURFACE TREATMENT BY
CONTINUOUS ANNEALING

ABSTRACT : PURPOSE: To manufacture a surface treated steel sheet while dividing them due to different tempered degree, by hot and cold rolling low carbon steel slab, then applying continuous annealing and temper rolling to the sheet under specified conditions.

CONSTITUTION: Steel slab contg. by weight, 0.02–0.06% C, 0.004–0.01% N, 0.1–0.4% Mn, 0.01–0.04% Al, and having compsn. of ≥ 0.15 ratio in N%/Al% is hot rolled to steel plate, and it is wound at $\leq 600^\circ\text{C}$. The hot rolled plate coil is cold rolled to the aimed thickness, the sheet is soaked at recrystallization temp. – A_1 transformation point by continuous annealing furnace, cooled then temper rolled. The cooling process and temper rolling are carried out by combining $\leq 55^\circ\text{C/sec}$ average cooling rate between $500\text{--}400^\circ\text{C}$ and $1.0\text{--}2.0$ draft or $\geq 65^\circ\text{C/sec}$ said rate and $1.5\text{--}2.5$ draft. In this way, the surface treated steel sheet can be manufactured while dividing them due to tempered degrees of T4 and T5.

COPYRIGHT: (C)1986,JPO&Japio

THIS PAGE BLANK (USPTO)

⑩ 日本国特許庁 (J P)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭61-272323

⑬ Int. Cl.

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 昭和61年(1986)12月2日

C 21 D 9/46

Z-7047-4K

C 22 C 38/06

7047-4K

7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 1 (全9頁)

⑯ 発明の名称 連続焼鈍による表面処理用原板の製造方法

⑰ 特 願 昭60-114581

⑱ 出 願 昭60(1985)5月28日

⑲ 発 明 者	小 原	隆 史	千葉市川崎町1番地	川崎製鉄株式会社技術研究本部内
⑲ 発 明 者	大 澤	一 典	千葉市川崎町1番地	川崎製鉄株式会社技術研究本部内
⑲ 発 明 者	下 山	雄 二	千葉市川崎町1番地	川崎製鉄株式会社千葉製鉄所内
⑲ 発 明 者	角 山	浩 三	千葉市川崎町1番地	川崎製鉄株式会社技術研究本部内
⑲ 発 明 者	久々 漢	英 雄	千葉市川崎町1番地	川崎製鉄株式会社千葉製鉄所内
⑲ 出 願 人	川崎製鉄株式会社		神戸市中央区北本町通1丁目1番28号	
⑲ 代 理 人	弁理士 豊田 武久		外1名	

明 細 書

1. 発明の名称

連続焼鈍による表面処理用原板の製造方法

2. 特許請求の範囲

C 0.02 ~ 0.06 % (重量%, 以下同じ)、N 0.004 ~ 0.01 %, Mn 0.1 ~ 0.4 %, Al 0.01 ~ 0.04 % を含有し、かつ N 量と Al 量との比 N (%) / Al (%) が 0.15 以上とされ、残部が Fe および不可避免的不純物よりなる鋼を素材とし、熱延板巻取温度 800℃ 以下となるように熱間圧延した後冷間圧延し、さらに連続焼鈍により再結晶温度以上、A1 変態点以下の温度に均熱して冷却し、その後調質圧延を行なって、調質度 T4 もしくは T5 の表面処理用原板を製造するにあたり、前記連続焼鈍における均熱後の冷却過程における 500 ~ 400℃ の間の平均冷却速度と、調質圧延における圧下率とを、最終的に得るべき調質度 T4 もしくは T5 に応じて次の (イ)、(ロ) のうちのいずれかの条件に設定して、調質度 T4 の表面処理用原板と調質度 T5 の表面処理用原板

を作り分けることを特徴とする連続焼鈍による表面処理用原板の製造方法。

(イ) 調質度 T4 の場合:

平均冷却速度 55℃/秒以下、調質圧延圧下率 1.0 ~ 2.0 %。

(ロ) 調質度 T5 の場合:

平均冷却速度 65℃/秒以上、調質圧延圧下率 1.5 ~ 2.5 %。

3. 発明の詳細な説明

産業上の利用分野

この発明は、ふりき用の原板あるいはティンフリー原板 (以下 TFS と記す) 用の原板の如き、表面処理用原板の製造方法に関し、特に連続焼鈍法を適用して表面処理用原板を調質度 T4 と T5 に作り分ける方法に関するものである。

従来の技術

周知のようにふりき原板は、鋼素材に熱間圧延および冷間圧延を施して得られた冷延鋼板に焼なましを施し、さらに必要に応じて調質圧延を行なって、必要な硬さを得るのが通常である。このよ

うなぶりき原板の調質度は、JIS G3303によって次のように規定されている。すなわち軟質なものから順に調質度T1からT6まで区分され、それぞれ硬さ目標値としてロックウェル硬さ(HR30T)で調質度T1が 49 ± 3 、T2が 53 ± 3 、T3が 57 ± 3 、T4が 61 ± 3 、T5が 65 ± 3 、T6が 70 ± 3 とされている。

このような各調質度のぶりき原板のうち、調質度T1からT3までのいわゆる軟質板はその後なまし工程に箱焼鈍法を適用して製造し、また調質度T4～T6の硬質板は連続焼鈍法を適用して製造するのが通常である。

ところで調質度T4～T6の連続焼鈍法によって得られるぶりき原板の各調質度ごとの板の作り分け、特に調質度T4の原板と調質度T5の原板との作り分けは、従来は鋼素材の化学成分のみを変えることによって行なうのが通常であった。すなわち調質度T4の原板は通常の低炭素鋼を素材とし、一方調質度T5の原板はNやCを添加して硬質化した鋼を素材として用い、いずれの場合も

焼延温度、冷間圧延条件、連続焼鈍条件、調質圧延圧下率等は調質度によって変えないのが一般的であった。このように鋼素材の化学成分のみの変化によって調質度T4、T5の原板を作り分けていた理由としては、先ず第1には、化学成分を変化させること自体は技術的に容易であることが挙げられ、また第2には、製造条件を変えることが設備的に困難とされ、またそのための技術的基盤が確立していなかったことが考えられる。

しかるに最近ではぶりき原板需要者の要求が従来より一層厳しくなり、正牌に目標値に適合した硬さを有することが要求されるようになってきているが、素材の化学成分のみを変化させる従来の一般的な方法では需要者の要求を満足させ得ない場合も生じている。また一方、原板の製造方法自体に対しても、より効率的な製造方法の確立が望まれているが、特に前述のような調質度T4、T5の原板は、その生産量が多く、またその用途も類似しているにもかかわらず、従来は化学成分を異ならしめるために製鋼設備からそれぞれ別々に取扱

わなければならず、工程管理が極めて煩雑となっており、その改善が望まれている。そこで鋼素材自体の化学成分は同一とし、最終工程に近い焼鈍工程あるいは調質圧延工程の条件を変えることによって調質度T4の原板とT5の原板とを作り分けるための方法が従来からいくつか提案されている。

例えば特開昭57-70227号公報には、焼鈍時の冷却速度のみを変えて調質度を制御する方法が提案されている。また一方、特開昭55-114401号公報においては、直径50～300mmのワークロールを具備する特殊な調質圧延機を用いて調質圧延の圧下率を高圧下とすることにより、T1～T6までの全調質度の板を同一素材から作り分ける方法も提案されている。

用明が解決すべき問題点

異なる調質度のぶりき原板、特に調質度T4の原板とT5の原板を効率的に作り分けるためには、鋼素材の成分は同一とし、原板製造過程の最終工程に近い工程での条件を制御して調質度を制御す

ることが好ましく、そのための方法としては既に述べたような特開昭57-70227号公報記載の方法や、特開昭55-114401号公報記載の方法が提案されている。しかしながらこれらの提案の方法はいずれも実用的なものではなく、また方法によっては別の新たな問題も発生する。

すなわち特開昭57-70227号公報記載の方法は、通常使用されている低炭素A1キルド鋼またはリムド鋼を素材とし、それを熱間圧延および冷間圧延後、連続焼鈍するに際して均熱後の空炉までの冷却速度を大きく変化させることによって、調質度T4の板とT5の板とを作り分けようとするものであり、この公報には、調質度T4の板を得るためには冷却速度を $5 \sim 20^\circ\text{C}/\text{秒}$ とし、また調質度T5の板を得るためには冷却速度を $100 \sim 300^\circ\text{C}/\text{秒}$ とすることが適当である旨記載されている。なお連続焼鈍後の調質圧延については、調質度T4、T5のいずれの場合も同一の圧下率1%を適用している。このように焼鈍後の冷却速度の制御のみによって硬さを変化させよう

とする試みは、上記公報に限らず、従来から多数提案されているが、前述のように調質度T4とT5とを作り分けるためには冷却速度の変化幅を著しく広くしなければならず、そのため連続焼鈍設備の長大化と操業コストの増大を招くため、現実には適用することは困難であった。

一方、連続焼鈍後の調質圧延における圧下率を変化させて調質度を制御する特開昭55-114401号公報記載の方法では、同公報中の実施例によれば、調質度T4の板とT5の板を作り分けるためには調質圧延圧下率を大きく変えなければならない。特に調質度T5の板を製造するためには圧下率を2.7~2.8%と極端な高圧下としなければならない。このような高圧下を得るためには、同公報中にも詳細に説明されているように小径の特殊なワークロールを必要とし、そのため通常の調質圧延機の適用は不可能であるから、既存のラインでは製造することができない。また前述のように調質圧延圧下率を大幅に変化させるためには、それに伴って冷間圧延仕上り板厚の変更

も必要となるため、生産効率が大きく低下してしまう問題が生じる。さらに、圧下率2.7~2.8%にも及ぶ高圧下とした場合、加工性が乏しくなって溶接部等で割れが発生し易くなるなどの問題も招く。

以上のように、従来提案されている方法では、それを現実に応用して、高い生産効率で調質度T4とT5の鋼板を作り分けるには不適當であった。

この発明は以上の事情を背景としてなされたもので、前述のような諸問題を招くことなく、同一の化学成分を含有する鋼素材から調質度T4のふりき原板あるいはTFS原板等の表面処理用原板と、調質度T5の表面処理用原板を効率的に作り分ける方法を提供することを目的とするものである。

問題点を解決するための手段

本発明者等は上述の目的を達成するべく種々実験・検討を重ねた結果、特定の化学成分の鋼を素材とし、その化学成分条件と、熱間圧延条件、連続焼鈍条件、調質圧延圧下率を適切に組合せるこ

とによって、従来から提案されている各方法の如き大幅な条件変更を伴うことなく、効率良くかつ正確に調質度T4の表面処理用原板と調質度T5の表面処理用原板を作り分け得ることを見出し、この発明をなすに至ったのである。

すなわちこの発明の方法は、C 0.02~0.08% (重量%、以下同じ)、N 0.004~0.01%、Mn 0.1~0.4%、Al 0.01~0.04%を含有し、かつN量とAl量との比N(%) / Al(%)が0.15以上とされ、残部がFeおよび不可避免的不純物よりなる鋼を素材とし、熱延板巻取温度600℃以下となるように熱間圧延した後冷間圧延し、さらに連続焼鈍により再結晶温度以上、A1変態点以下の温度に均熱して冷却し、その後調質圧延を行なって、調質度T4もしくはT5の表面処理用原板を製造するにあたり、前記連続焼鈍における均熱後の冷却過程における500~400℃の間の平均冷却速度と、調質圧延における圧下率とを、最終的に得べき調質度T4もしくはT5に応じて次の(イ)、(ロ)のうちのいずれか

の条件に設定することによって、調質度T4の表面処理用原板と調質度T5の表面処理用原板を作り分けることを特徴とするものである。

(イ) 調質度T4の場合：

平均冷却速度55℃/秒以下、調質圧延圧下率1.0~2.0%。

(ロ) 調質度T5の場合：

平均冷却速度65℃/秒以上、調質圧延圧下率1.5~2.5%。

発明の具体的説明

先ずこの発明をなすに至る基礎となった実験結果について説明する。

第1表に示すように2種の異なる化学成分を有する低炭素A1キルド鋼を通常の工程で熱間圧延および冷間圧延して、板厚0.25mmの冷延板を得た。各冷延板に対し、第1図のA、Bに示す2種のパターンのヒートサイクルで焼なまし熱処理を施し、さらに小径圧延機にて0.1~3.5%程度の圧下率の調質圧延を施した。次いで250℃×3秒間の溶接相当処理を施した後、ロックウェル硬

さ(HR30T)を測定した。その結果を第2図に示す。

この実験結果から、鋼成分とヒートサイクルパターンの変化(冷却速度の変化)によりそれぞれの硬さが異なるのみならず、硬さの調質圧延率依存性も大きく変化することが判明した。すなわち例えば鋼1の場合にはヒートサイクルパターンの変化(冷却速度の変化)による硬さの変化が比較的小さく、しかも調質圧延率の変化による硬さの変化も比較的小さい。そのため鋼1の場合は、調質度T5の硬さを得るためには調質圧延率を3.0%以上と高圧下としなければならず、通常の調質圧延領域での圧延は極めて困難であることがわかる。一方鋼2では、ヒートサイクル感受性が大きく、特に徐冷した場合には単に硬さが小さいのみならず調質圧延率依存性が比較的小さく、調質圧延率の増大に伴う硬さの上昇傾向がさほど大きくないのに対し、急冷した場合には調質圧延率依存性が著しく大きくなり、調質圧延率の増大に伴って硬さが急激に高くなる。

る範囲を500~400℃の間と規定したのは、次のような実験結果に基づく。

すなわち第1表の鋼2の熱間圧延、冷間圧延後の板厚0.25mmの冷延板について、第3図に示すように680℃で5秒間均熱し、直ちに100℃以下の温度まで連続して25℃/℃の冷却速度で冷却した場合と、その25℃/℃の冷却速度での冷却過程中途の種々の温度Tから70℃/℃で急冷する実験を行ない、100℃以下の温度まで35℃/℃で徐冷した場合に対する、各温度Tから70℃/℃で急冷した場合の鋼中のC固溶量の差を調べた。その結果を第4図に示す。第4図の結果から、冷却速度を35℃/℃の徐冷から70℃/℃の急冷へ変化させた場合のC固溶量の差が大きいのは、冷却速度変更温度Tが400℃以上の場合であって、400℃より低い温度域となつてから冷却速度を変更してもC固溶量はほとんど変化しないことがわかる。

調質圧延後の硬さを決定するのは、調質圧延工程であって、この調質圧延で最終的な硬さを調節

したがってこのような実験結果から、鋼成分を適切に設定すれば、ヒートサイクル(冷却速度)と調質圧延率を適切に組み合わせることによって目標硬さに正確に合致した調質度T4と調質度T5の板を効率的に作り分け得ることが予想される。そしてこれを実現するためには、適切な成分系とそれに適したヒートサイクルの組み合わせを見出すことが不可欠であり、さらに最適な調質圧延の条件を見出すことも不可欠である。そこでこれらの条件を明らかにするために、さらに詳細な実験を行なった結果、既に述べたようなこの発明の条件が必要であることが判明し、この発明をなすに至ったのである。

次にこの発明における各条件を実験結果に基づいて説明する。

先ず連続焼鈍工程において焼鈍温度に均熱保持後の冷却速度については、500~400℃の間の冷却速度を、調質度T4を得る場合は55℃/℃以下、調質度T5を得る場合は65℃/℃以上とする必要がある。このように冷却速度を制御す

して所望の調質度の目標硬さを得るのであるが、調質圧延における硬さ調整には加工硬化が寄与するから、その調質圧延における硬さの変化には材質的には鋼中の固溶元素、特に固溶Cと固溶Nが大きく関係する。したがって調質圧延時における固溶C量の差が大きければ、調質圧延の圧延率にさほど大きな差がなくとも、大きな硬さ変化を確実に与えて、異なる調質度に確実に作り分けることができるのである。ここで、前述のように連続焼鈍後の冷却過程において徐冷から急冷へ変化させた場合のC固溶量の変化が大きいのは冷却速度変更温度Tが400℃以上の場合であって、400℃より低い温度域で徐冷から急冷へ変化させても、もはやC固溶量の変化は極めて少なくなる。このことから、調質圧延後の硬さを確実に変化させるべく、C固溶量を確実に変化させるためには、連続焼鈍工程の冷却過程における400℃以上の温度域での冷却速度を変化させる必要があり、それより低い温度域での冷却速度は、本質的に影響しないことがわかる。一方、第4図から理解される

ように、冷却速度変更温度が500℃より高くなっても、C固溶量の变化量は冷却速度変更温度が500～400℃附近の範囲とほとんど変わらず、このことから、500～400℃の温度域の冷却速度制御を確実に行なうならば、それより高い温度域での冷却速度制御は不要となることがわかる。結局、500～400℃の固溶量の冷却速度制御を行なうことによってC固溶量を確実に変化させ、調質圧延による硬さ調整を確実に行なうことができるのである。

このような知見はこの発明にとって極めて重要な事項である。すなわち、従来連続焼鈍直後の冷却速度を変えて調質度を制御するためには、焼鈍均熱温度から空温付近までの固溶量の冷却速度をその全域にわたって制御する必要があるとされていた。そのため、従来冷却速度を変えるにあたっては、急冷する場合においては低温部における冷却能率低下が問題となり、一方徐冷する場合においては高温から低温までの冷却に要する時間の増大による生産の大幅低下が問題となっていたのである。

行して固溶N量が不足するおそれがあるから、均熱時間は可及的に短いことが好ましく、通常は5秒以内とすることが望ましい。

さらにこの発明の方法においては、調質材の成分の制御も極めて重要であり、以下に各成分の限定理由について説明する。

C:

調質圧延時の固溶C量は、既に述べたように加工硬化による硬さ上昇の程度に大きな影響を及ぼし、またその固溶C量は前述のように連続焼鈍工程の冷却速度の影響を大きく受ける。そして固溶C量の変化に対する冷却速度の影響は、鋼中全C量に大きく依存することが本発明者等の次のような実験により判明しており、したがってC量の適切な制御はこの発明で重要である。すなわち種々のC量の鋼を用い、各C量の鋼についてそれぞれ第5図のパターンCに示すように500～400℃の固溶量の冷却速度を25℃/秒とした調質度T4向けのヒートサイクルによる熱処理と、第5図のパターンDに示すように500～400℃の固溶

しかるにこの発明では、従来の常識を大きく破して、高温から低温までの全域ではなく、500～400℃という中間温度域のみの冷却速度制御を行なうだけで充分であることを見出したのである。

そして上述のような連続焼鈍工程における均熱保持後の冷却速度が調質圧延後の硬さに及ぼす影響を詳細に調べた結果、調質度T4の硬さを確実に得るためには、500～400℃の固溶量の冷却速度を55℃/秒以下、好ましくは25℃/秒以下とすれば良く、一方調質度T5の硬さを確実に得るためには、同じく500～400℃の固溶量の冷却速度を65℃/秒以上、好ましくは70℃/秒以上とすれば良いことが判明した。したがってこれらの条件をこの発明で規定したのである。

なお連続焼鈍をするに際しては、既に述べたように冷却速度を制御するに加えて、均熱条件も制限する必要がある。すなわち焼鈍均熱温度は再結晶温度以上とする必要があるが高温過ぎれば結晶粒が粗大となるから、上限をA1点とする。また均熱時間については、長過ぎればA1Nの析出が速

冷却速度を100℃/秒とした調質度T5向けのヒートサイクルによる熱処理とを行ない、パターンCのヒートサイクルによる固溶C量とパターンDのヒートサイクルによる固溶C量の差を調べた。その結果第6図に示すように、冷却速度の差による固溶C量の差は、調質材中のC量に大きく依存し、C量が0.02～0.06%の場合に固溶C量の差が大きく、その範囲を外れる場合には固溶C量の差が著しく小さくなってしまふことが判明した。したがって連続焼鈍工程での冷却速度を変えることによって固溶C量を顕著に変化させて、調質圧延後の硬さの変化を確実にもたらすためには、素材のC量を0.02～0.06%の範囲内とする必要がある。

NおよびA1:

Nは固溶Nとして鋼中に残留することにより、低圧下の調質圧延で大幅な硬さ変化をもたらすために必要な元素であり、またA1はNと結合して固溶Nを減少させてしまう有害な作用をもたらす。したがってN量、A1量の制御もC量の制御とな

らび、この発明において極めて重要である。この発明では、低圧下の固相圧延によって最大限の硬化度化をもたらすためにはNの固溶量を大きくしておく必要があり、その効果を充分に発揮させるためには固相全N量を0.004%以上とする必要がある。一方N量に対してAl量が多くなれば、AlNとしてNが固定されて、固溶N量が少なくなってしまう。本発明者が互換焼鈍後の板の固溶N量におよぼすN量とAl量との比 $N(\%) / Al(\%)$ の影響について調べたところ、第7図に示すような結果が得られた。第7図から明らかのように $N(\%) / Al(\%)$ の値が0.15未満となれば急激に固溶N量が減少する。したがって $N(\%) / Al(\%)$ の値を0.15以上に限定した。またN量が多くなれば、相対的に軟質な調質度T4の鋼板を得るから、N量の上限を0.01%とした。なおN量は好ましくは0.008%以下とすることが望ましい。一方Alは固溶Nを確保する観点からは少ないことが好ましいが、通常の製鋼過程においては脱炭のために必要な元

素であり、そのためには少なくとも0.01%以上の含有を必要とする。さらにAlが多過ぎれば前述のように固溶Nを減少させてしまうから、N量との比 $N(\%) / Al(\%)$ の制限に加えて、Al量の上限を0.04%とする必要がある。

Mn:

Mnは不可避的不純物として含有されるSによる割れを防止するために0.1%以上の添加を必要とするが、過剰に含有されれば表面性状劣化の原因となるから、0.1~0.4%の範囲内とする必要がある。

以上のようなC、N、Al、Mnに対する残部はFeおよび不可避的不純物とすれば良い。

以上のような鋼素材に対する熱間圧延は、常法に従って行なえば良いが、その熱間圧延後の熱延板等取温度は、この発明の目的を達成するためには低いことが必要である。特に巻取温度が600℃を超えれば、NがAlNとして固定され易くなるのみならず、結晶粒径が大きく大きくなり過ぎて軟質化するため、調質度T4、T5の作り分け

が困難となる。したがって熱延板巻取温度は600℃以下、好ましくは540℃以下とする。

熱延板に対しては必要に応じて酸洗処理を施した後、常法に従って冷間圧延して所望の板厚とし、次いで連続焼鈍を施す。この連続焼鈍工程における均熱条件は既に述べた通りであり、また均熱後の冷却過程における500~400℃の間の平均冷却速度を最終的に得るべき調質度T4、T5に応じて変化させることも既に述べた通りである。

連続焼鈍後の調質圧延における圧下率は、調質度T4を得る場合には1.0~2.0%とし、一方調質度T5を得る場合は1.5~2.5%とする。このように調質圧延圧下率を定めた理由は、この程度の圧下率であれば通常の調質圧延板の適用が可能であり、しかも母材板厚の変更も必要ないからである。ここで、調質度T4を得る場合とT5を得る場合との間において圧下率に余り差がないが、既に述べたような化学成分の鋼を素材として前述のように連続焼鈍工程の冷却速度に差を持たせることによって、この程度の調質圧延圧下率調整に

より充分に調質度T4、T5の硬さを作り分けることができるのである。もちろんこの調質圧延においては、小径ワークロールやウェット調質液などの特別の手段を講じる必要はない。

以上のようにこの発明の方法においては、化学成分、熱延条件、焼鈍ヒートサイクル（特に500~400℃の間の冷却速度）、調質圧延圧下率を適切に組合せることによって、調質度T4の板と調質度T5の板を同一成分の鋼素材から正確かつ効率的に作り分けることが可能となった。ここで、比較的少ない冷却速度変化、小さい調質圧延圧下率変化で調質度T4、T5を作り分けることが可能となったのは、素材成分の適切な設定によって固溶C量、固溶N量を最大限に硬化させることに成功したためと考えられる。

なおこの発明の効果は、ふりき（スズめっき）あるいはTF Sなどの表面処理の方法によって変わるものではなく、したがってこの発明の方法はふりき用鋼板、TF S用鋼板、その他全ての表面処理用鋼板の製造に適用することができる。

特開昭61-272323 (7)

実施例

第2表の欄3～7に示す化学成分の鋼について、それぞれ常法に従って2.3mm厚まで熱間圧延して、第3表中に示す巻取温度で巻取り、その熱延鋼板をさらに0.23mm厚まで冷間圧延し、第5図のパターンCのヒートサイクルもしくはパターンDのヒートサイクルで連続焼鈍した。次いで第3表中に示す圧下率で調質圧延を施し、続いてスズめっきラインにてスズめっきおよびリフロー処理を施して製品（ブリキ板）とした。各ブリキ板について硬さ（HR30T）を調べたところ、第3表中に示す結果が得られた。

第2表、第3表から明らかなように、この発明の成分範囲内の鋼（鋼番3、5、6）を用いてこの発明のプロセス条件範囲内で処理した場合（実験池3-1、3-2；5-1、5-2；6-1、6-2）には、いずれも正確に調質度T4とT5の硬さに作り分けることができた。これに対し、この発明の成分範囲内の鋼を用いてもプロセス条件が外れた場合（実験池3-3、3-4）や、

この発明の成分範囲外の鋼（鋼番4、7）を用いてこの発明のプロセス条件範囲で実施した場合（実験池4-1、4-2；7-1、7-2）には、いずれも調質度T4、T5の作り分けが困難であった。

発明の効果

前述の説明で明らかなように、この発明の方法によれば、同一成分の鋼素材を用いて、連続焼鈍工程の冷却過程のうち500～400℃の間の冷却速度を若干変化させかつ調質圧延の圧下率を若干変化させるだけで、調質度T4の表面処理用鋼板と調質度T5の表面処理用鋼板とを正確に作り分けることができる。

そしてこの発明の方法において調質度T4とT5を作り分けるために必要なプロセス条件変更は、前述のように連続焼鈍工程の冷却過程の冷却速度については500～400℃の間の冷却速度変更のみで足りしかもその変更幅も少なくて済むから、連続焼鈍設備の長大化や処理能力の低下等を招くおそれがなく、一方調質圧延工程については過大

な高圧下を加えることなく、通常行なわれている程度の調質圧延圧下率の範囲で変化させれば足りるから、特殊な調質圧延機を用いたり特殊な操作を加えたりすることなく、通常の調質圧延機で実施することができ、しかも高圧下のために製品に歪影響を及ぼしたり素材板厚の変更を要したりすることがない。したがってこの発明の方法によれば、同一の素材から極めて効率的に調質度T4、T5の各表面処理用鋼板を作り分けることができる。

第1表

鋼 池	化 学 成 分 (wt%)					
	C	Si	Mn	P	N	Al
1	0.10	0.03	0.32	0.015	0.0031	0.0065
2	0.05	0.02	0.30	0.012	0.0065	0.0025

第2表

鋼 池	化 学 成 分 (wt%)							備 考
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	
3	0.05	0.02	0.27	0.010	0.006	0.0065	0.031	本発明成分範囲内
4	0.04	0.02	0.18	0.011	0.008	<u>0.0021</u>	<u>0.055</u>	外
5	0.04	0.02	0.28	0.012	0.009	0.0075	0.025	内
6	0.04	0.01	0.30	0.010	0.008	0.0068	0.028	内
7	0.09	0.02	0.35	0.015	0.010	0.0050	0.048	外

(註) アンダーラインは本発明成分範囲外の値を示す。

THIS PAGE BLANK (USPTO)